

(04) copy applicant

JP58025457

INVENTOR'S NAME

PN - JP58025457 A 19830215

PWFP - JP59034226B B 19840821

- JP1261098C C 19850425

TI - (A)

SUPERHIGH TENSILE STEEL

AB - (A)

PURPOSE: To obtain a superhigh tensile steel having ≥ 270 kg/mm² tensile strength, high ductility and toughness by adding ≥ 1 kind among B, Zr, Ca and Mg to an Ni-Co-Mo-Ti-Al steel contg. low Mo, high Co.

CONSTITUTION: This superhigh tensile steel contains 15.0-18.5% Ni, 15.0-21.0% Co, 5.0-6.5% Mo, 1.0-1.2% Ti, 0.05-0.30% Al (Ti+Al=1.10-1.50), ≥ 1 kind among $\geq 0.0025\%$ B, $\geq 0.03\%$ Zr, $\leq 0.05\%$ Ca and $\leq 0.05\%$ Mg, and impurities including $\leq 0.03\%$ C, $\leq 0.10\%$ Si, $\leq 0.10\%$ Mn and $\leq 0.010\%$ S. The steel is a high strength maraging steel, remarkably high strength is provided by a simple heat treatment which is applied to a conventional maraging steel, and steel products with high ductility and toughness are obtd.

FI - C22C38/00&302N

PA - (A)

SUMITOMO METAL IND

IN - (A)

KUNITAKE TATSUO; OKADA YASUTAKA

AP - JP19820131035 19820726

PR - JP19820131035 19820726

DT - I

⑨ 日本国特許庁 (JP)

⑩ 特許出願公開

⑪ 公開特許公報 (A)

昭58-25457

⑫ Int. Cl.³
C 22 C 38/14

識別記号

庁内整理番号
7325-4K

⑬ 公開 昭和58年(1983)2月15日

CBP

発明の数 1
審査請求 有

(全 6 頁)

⑭ 超高張力鋼

尼崎市西長洲本通1丁目3番地
住友金属工業株式会社中央技術
研究所内

⑮ 特 願 昭57-131035

⑯ 出 願 昭50(1975)1月27日

⑰ 発 明 者 岡田康孝

特許法第30条第1項適用 昭和49年9月10日
社団法人日本鉄鋼協会発行『鉄と鋼』No.11
Vol60「日本鉄鋼協会第88回講演大会講演概
要集」

尼崎市西長洲本通1丁目3番地
住友金属工業株式会社中央技術
研究所内

⑱ 特 願 昭50-11725の分割

⑲ 出 願 人 住友金属工業株式会社

⑳ 発 明 者 邦武立郎

大阪市東区北浜5丁目15番地

㉑ 代 理 人 弁理士 生形元重

明 細 書

1. 発明の名称

超高張力鋼

2. 特許請求の範囲

Ni 1.50-18.5%、Co 1.50-21.0%、Mo
5.0-6.5%、Ti 1.0-1.2%、Al 0.05-0.80
%を含有し、かつTi、Alの合計が1.10-1.50
%の範囲にあり、さらにB 0.0025%以下、Zr
0.08%以下、Ca 0.05%以下、Mg 0.05%以下
の1種又は2種以上を含有し、不純物としてC
0.08%以下、Si 0.10%以下、Mn 0.10%以下、
P 0.010%以下、S 0.010%以下を含有し、残
部が實質的にFeからなる超高張力鋼。

3. 発明の詳細な説明

本発明は引張強さ270%以上でかつ延性、韌
性の良好な超高張力鋼に関する。

従来高張力鋼として知られている、オースファ
ーム鋼やピアノ線等は引張強さが著しく高いが、
製造工程が複雑で製品寸法、用途が限定される欠
点がある。また従来のマルエージ鋼は熱処理が簡

単で、時効前に製品にするための加工が比較的容
易であるが、特公昭49-42572号公報および後
記文献1に記載のマルエージ鋼は、引張強さが
240%程度あるが、それ以外のマルエージ鋼は
200%以下である。

マルエージ鋼は航空機用部品、工具、押出し用
ウム、ディスク等に使用されているが、近時機械器
具の性能向上、高度化に伴ない一層苛酷な条件に
耐えるものが要求され、より高い強度とさらに優
れた延性を有するマルエージ鋼の開発が要望され
るようになった。

引張強さが270%のマルエージ鋼として、析
出強化元素のMoが著しく高い18Ni-15Co-
10Mo-0.2Ti系が各種の技術報告や、米国特許
第3,859,094号に提案されている。

しかしながら前記高Mo含有のマルエージ鋼は、
通常のMoを含有しないマルエージ鋼に施されて
いる熱処理(溶体化処理+時効処理)では時効後
脆くなり、また溶体化処理のままでの冷間加工、
機械加工が困難である。従つて、良好な延性を確

保するためには熱間で強加工を行なう等の特別な処理を必要とする。(後記文献2、3、4参照)
またMoを多量に含有するため偏析を起し易く大きな断面積の鋼板、丸鋼を製造することは困難である。

上述の実情に鑑み、特殊な処理を施すことなく270%以上の引張強さを有し、かつ時効前に冷間加工、機械加工が容易なマルエージ鋼として低Mo高Co系のN1-Co-Mo-Ti-Alマルエージ鋼を発明し、特願昭50-11725号として特許出願を行なった。さらに高延性で高靱性を有する高強度マルエージ鋼の開発に種々取組んだ結果B、Zr、Mg、Caの1種以上を含有させることにより、脱酸強化による清浄度の改善等に基づき延性、靱性が向上するという知見を得た。

すなわち本発明鋼は、N1 15.0~18.5%、Co 15.0~21.0%、Mo 5.0~6.5%、Ti 1.0~1.2%、Al 0.05~0.80%を含有し、かつTi、Alの合計が1.10~1.50%の範囲にあると共にB 0.0025%以下、Zr 0.03%以下、Ca 0.05%以下、Mg

0.05%以下の1種又は2種以上を含有し、さらに不純物として、O 0.03%以下、S 0.010%以下、Mn 0.10%以下、P 0.010%以下、Si 0.010%以下を含有し残部は実質的にFeからなる高強度マルエージ鋼であつて、通常のマルエージ鋼同様の簡単な熱処理によつて、著しく高い強度が得られ、かつ時効前の圧延、線引等の冷間加工が容易である特徴は前記した発明と同様であり、さらに製品の延性と靱性の良好であることが特徴である。

次に本発明における鋼の成分を限定した理由を第1~6図を参照して説明する。

N1を15.0~18.5%に限定したのは、第1図に明らかなようにN1-15.5~20 Co-6 Mo-1.1 Ti-0.2 Al系における時効後の機械的性質が15.0%未満では引張強さ、伸び、絞り、ねじりが低下し、また18.5%を超えるとMS点が低下し、室温では大部分がオーステナイトとなり、強度が著しく低下する。かかる理由からN1を15.0~18.5%とした。

Coを15.0~21.0%に限定したのは、第2図に明らかなように17.5 N1-Co-6 Mo-1.1 Ti-0.2 Al系における時効後の機械的性質が、15.0%未満では十分な引張強さが得られず、伸び絞りも殆んど向上せず、また21.0%を超えると硬さは増加するが著しく脆くなり、引張試験の途中で破断し、引張強さ、伸び、絞り共に著しく低下する。かかる理由からCoを15.0~21.0%とした。

Moを5.0~6.5%に限定したのは、第3図に明らかなように17.5 N1-15.5 Co-6 Mo-1.1 Ti-0.2 Al系における時効後の機械的性質が、5.0%未満では強度が著しく低下し、伸び、絞りは改善されない。また6.5%を超えるとMS点が室温に近くなり一部にオーステナイトが生成して強度が低下し、伸び、絞りも劣化する。かかる理由からMoを5.0~6.5%とした。

Tiを1.0~1.2%に限定したのは、第4図に明らかなように、17.5 N1-15.5 Co-6 Mo-Ti-0.2 Al系における時効後の機械的性質が、1.0%未満では所期の270%以上の引張り強さを得る

ことができず、またTiが1.2%から0.5%までの間ではTi量の減少によつて強度が低下しても伸び、絞りの変化は少ないが、Ti量が1.2%を超えると伸び、絞り共に著しく低下する。かかる理由からTiを1.0~1.2%とした。

Alを0.05~0.80%に限定したのは、AlはTi添加前の脱酸剤としてTiの歩留向上に寄与するほか、Tiと同様に析出強化にも有効であり、0.5%以下では析出強化への寄与および脱酸剤としての効果が顕著でなく、0.8%を超えると靱性、延性を著しく劣化させる。かかる理由からAlを0.05%~0.80%とした。

Ti+Alを1.10~1.50%に限定したのは、1.10%未満では所期の強度が得られず、また1.50%を超えると伸び、絞りが著しく低下するからである。

さらにB、Zr、Caは脱酸強化による清浄度向上の他、Bにあつては脱炭素及び結晶粒界へのMo、Crなどの析出を防止し、延性、靱性を付与するが、0.0025%を超えるとかえつて靱性が劣化する

ので0.0025%以下にした。

ZrもBと同様の効果を有するが、0.08%を超えるとその効果は飽和の傾向にあるので0.03%を上限とした。

Caは混酸に加え、非金属介在物を球状化することにより靱性の改善に効果がある他、異方性も減少させるが、0.05%を超えて含有すると、介在物が増加することと、コスト上昇のため0.05%以下としたMgもCaと同様介在物形態を変える効果を発揮するが、0.05%を超えると効果が飽和するので0.05%以下とした。

鋼中に微量含有されるC, Si, Mn, P, Sは延性、靱性を劣化させる有害元素であるので、それぞれC 0.03%以下、Si, Mn各々0.10%以下、P, S各々0.010%以下に抑えることが必要である。

本発明になる270%級マルエージ鋼は、時効処理前に、750℃～900℃で30分以上10時間以下の溶体化処理を行なうか、仕上温度800℃以上望ましくは950℃以下で熱間加工を行な

い、あるいはこれらにさらに冷間加工を施した後、425～550℃、望ましくは475～525℃で1～100時間の時効処理を行なう。なおこの時効処理前に-196℃～-40℃の温度で30分～10時間かけてサブゼロ処理を加えてもよい。

本発明鋼においてはまた板厚25mm以上や、外径が80mm以上の場合は、溶体化処理前又は熱間加工前に1150～1250℃の温度で1～20時間かけてソーキングを行なうと偏析はさらに改善され、均質な鋼板あるいは丸鋼が得られる。

次に本発明の実施例について述べる。

第1表において、1～7鋼は本発明鋼の化学組成を、また8～20鋼は従来鋼の化学組成を示し、第2表は第1表に示した本発明鋼と従来鋼の時効後の機械的性質、Ts(引張強さ)、Ys(降伏強さ)、EL(伸び)、RA(絞り)、VE(0℃におけるシャルビー吸収エネルギー)を示したもので、第3表は本発明鋼と従来鋼の溶体化処理後の冷間加工性を示したもので、板厚10mmから圧延を開始し、割れが発生した時点での断面減少率を求めた。

第1表 化学組成

鋼種		C	Si	Mn	P	S	Ni	Co	Mo	Ti	Al	B	Zr	Ca	Mg
本 発 明 鋼	1	0.008	0.028	0.05	0.002	0.001	17.8	2.01	6.8	1.14	0.06	0.0016	0.025	0.0049	0.005
	2	0.006	0.007	<0.01	0.004	0.001	17.4	15.8	6.2	1.05	0.19	0.0006	—	—	—
	3	0.004	0.012	—	0.006	0.003	17.6	15.1	6.0	1.18	0.12	0.0015	0.020	—	—
	4	0.003	0.006	—	0.005	0.002	17.8	15.4	6.2	1.08	0.10	—	0.025	—	—
	5	0.005	0.025	—	0.004	0.001	17.1	20.6	5.5	1.01	0.18	—	—	0.008	—
	6	0.006	0.008	—	0.005	0.002	16.8	20.6	5.4	1.18	0.09	—	—	0.0025	0.025
	7	0.004	0.009	—	0.004	0.003	17.6	19.2	5.2	1.08	0.11	—	—	—	0.025
従 来 鋼	8	0.018	0.010	<0.01	0.004	0.002	14.4	15.1	6.0	1.08	0.09	<0.0001	<0.001	<0.001	<0.001
	9	0.011	0.028	—	0.006	0.005	19.7	15.8	6.1	1.18	0.06	—	—	—	—
	10	0.006	0.016	—	0.006	0.004	17.2	8.8	5.9	1.02	0.18	—	—	—	—
	11	0.016	0.007	—	0.005	0.005	16.9	12.4	5.9	1.16	0.21	—	—	—	—
	12	0.009	0.009	—	0.004	0.006	16.7	24.9	5.7	1.01	0.28	—	—	—	—
	13	0.011	0.014	0.024	0.004	0.008	17.9	15.6	8.8	1.08	0.19	—	—	—	—
	14	0.008	0.009	<0.01	0.009	0.007	17.6	15.4	4.1	1.05	0.17	—	—	—	—
	15	0.004	0.007	—	0.011	0.004	17.2	15.1	5.8	0.08	0.16	—	—	—	—
	16	0.006	0.007	—	0.008	0.006	17.0	15.0	5.7	0.50	0.20	—	—	—	—
	17	0.009	0.011	0.016	0.006	0.004	16.9	15.8	6.1	1.81	0.18	—	—	—	—
	18	0.007	0.010	<0.01	0.006	0.008	17.3	15.7	6.1	1.07	0.15	0.0050	—	—	—
	19	0.008	0.007	—	0.004	0.002	17.5	15.1	5.8	1.14	0.22	<0.0001	0.041	—	—
	20	0.008	0.005	—	0.008	0.004	17.1	14.9	6.2	1.16	0.24	—	<0.001	0.039	—

第2表 機械的性質

試 標	熱 處 理	時 効 處 理	Ts(%)	Ys(%)	Ez(%)	RA(%)	VE ₀ (J-m/cm ²)
1	800℃×1hr	500℃×6hr	2726	2653	6.1	25.6	1.0
2	860℃×1hr	500℃×4hr	2719	2668	8.0	40.3	1.5
3	"	"	2739	2681	6.6	30.3	1.3
4	"	"	2755	2703	5.5	21.1	1.1
5	"	"	2772	2698	7.4	32.6	"
6	"	"	2780	2705	6.3	28.6	"
7	"	"	2781	2654	6.2	25.4	"
8	800℃×1hr	500℃×6hr	2680	2523	2.4	12.1	"
9	"	"	2463	2336	4.1	25.6	"
10	"	"	2527	2469	4.2	17.0	"
11	"	"	2603	2547	5.1	28.6	"
12	"	"	2828	-	0.1	-	"
13	"	"	2541	2420	6.2	28.6	"
14	"	"	2570	2536	7.3	32.4	"
15	"	"	2249	2188	9.4	37.4	"
16	"	"	2507	2449	5.6	21.6	"
17	"	"	2657	2556	2.4	7.8	"
18	"	"	2711	2553	2.9	19.9	0.8
19	"	"	2756	2712	2.0	7.3	0.6
20	"	"	2764	2706	5.4	19.7	"

3. 鉄と鋼 Vol 60(1974)A55
 4. Magnée.A, Viatour.P, Drapier J.M,
 Courtsourdls D and Habraken. L, Cobalt
 (1973)8

出願人 住友金属工業株式会社
 代理人 弁理士 生 形 光 宣

特開昭58-25457 (4)

第2表、第3表より明らかなように本発明鋼は
 何れも従来鋼に較べて通常の熱処理においても著
 しく伸び、絞り、靱性が優れているほか、良好な
 冷間加工性を有していることが解る。

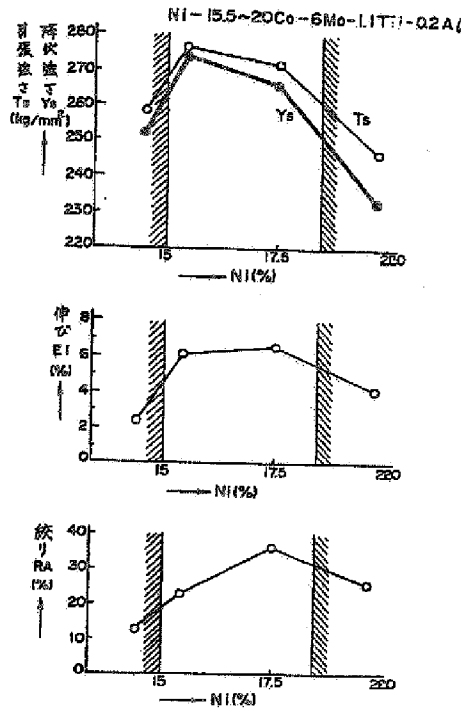
4. 図面の簡単な説明

第1図～第4図は何れも17.5Ni-15.5-20Co
 -6Mo-1.1Ti-0.2Alを基本成分とし、それぞれ
 Niを14～19.5%、Coを3.5～25%、Moを
 3.5～10%、Tiを0.08～1.65%の範囲で変化
 させた場合の時効後の機械的性質と本発明の特許
 請求の範囲(斜線を付した2直線間)を示すもの
 である。第5図、第6図は、Ni-Co-Mo-Ti-
 Al系マルエージ鋼にB, Zr, Ca, Mgを変化させ
 て強度、伸び、RA及び一部シャルピー衝撃エネ
 ルギーと、本発明の特許請求の範囲(斜線を付し
 た以下)を示すものである。

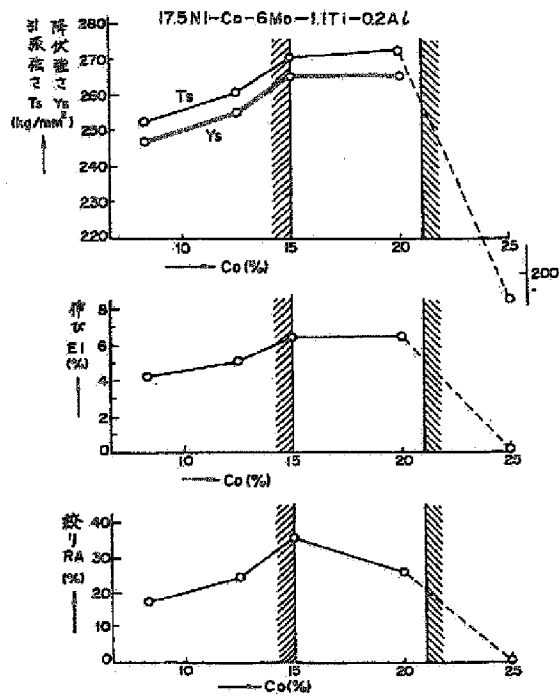
参考文献

1. G.W Tuffnell and R.L. Coirs, Trans
 ASM Vol 61(1968)798
 2. 鉄と鋼 Vol 60(1974)S281

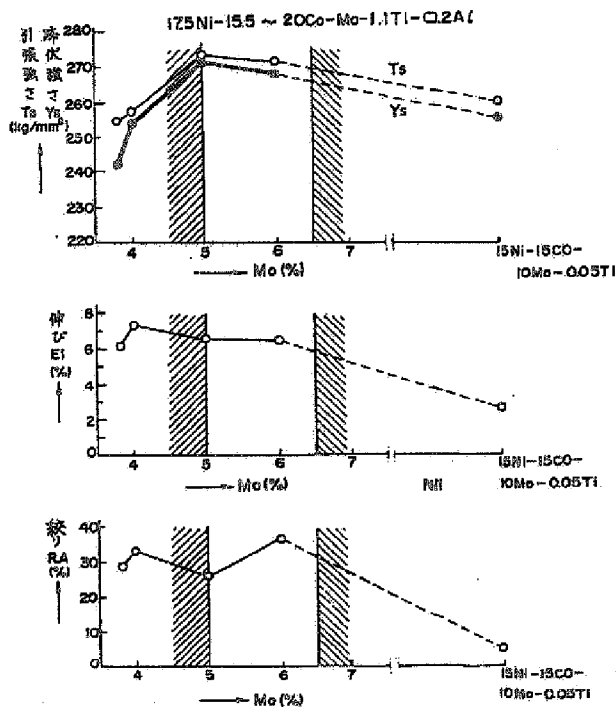
第 1 圖



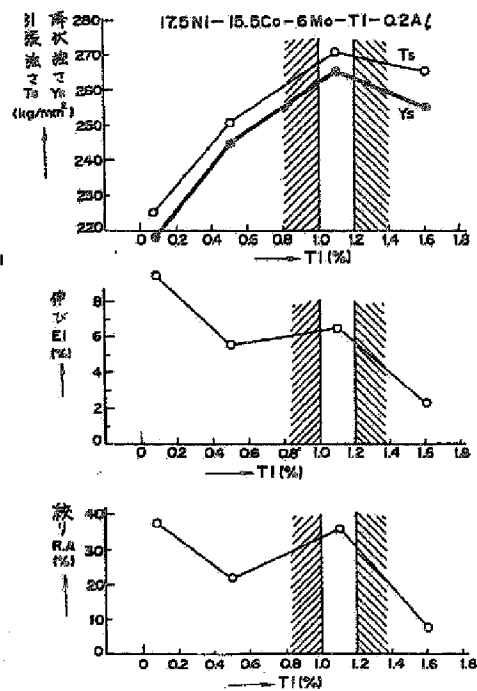
第 2 圖



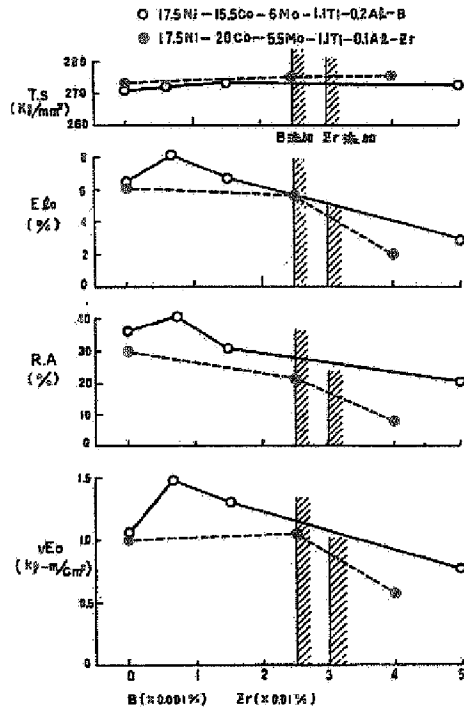
第 3 圖



第 4 圖



第 5 圖



第 6 圖

17.5Ni-20Co-55Mo-1.1Ti-0.1Al

及此方向の延伸方向

○ ● --- Ca 添加

△ ▲ --- Mg 添加

